

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2000-080440

(43)Date of publication of application : 21.03.2000

(51)Int.Cl.

C22C 38/00

C21D 9/46

C22C 38/12

C22C 38/58

(21)Application number : 10-246175

(71)Applicant : KAWASAKI STEEL CORP

(22)Date of filing : 31.08.1998

(72)Inventor : TOSAKA AKIO
KANEMOTO NORIO
MEJIKI SETSUO
UCHIYAMA TAKAO

(54) HIGH STRENGTH COLD ROLLED STEEL SHEET AND ITS MANUFACTURE

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a high strength cold rolled steel sheet having ≥ 780 MPa tensile strength and ≥ 70 MPa amount of baking hardening and combining excellent stretch-flange formability, spot weldability, delayed fracture resistance, and impact resistance.

SOLUTION: A steel stock, having a composition in which 1.5-3.5%, by weight, Mn and 0.005-0.10% Nb are contained and further the amounts of C, Si, P, S, Al, and N are regulated to proper values, respectively, is heated to a temperature at which the amount of Nb unentered into solid solution becomes $\geq 0.003\%$, finish rolled at 950 to 800°C finish rolling delivery-side temperature, coiled at 700 to 400°C coiling temperature, and cold rolled. The resultant steel sheet is annealed at $\geq 800^{\circ}\text{C}$ annealing temperature, rapidly cooled continuously down to $\leq 350^{\circ}\text{C}$ at $(15$ to $150)^{\circ}\text{C/s}$ cooling rate, cooled slowly down to $\leq 200^{\circ}\text{C}$ at $\geq 15^{\circ}\text{C/min}$ cooling rate, and then cooled rapidly down to room temperature. By this procedure, a structure composed essentially of fine bainitic structure of $\leq 2.5\ \mu\text{m}$ average grain size is provided.

* NOTICES *

JPO and INPIT are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.

2.**** shows the word which can not be translated.

3.In the drawings, any words are not translated.

CLAIMS

[Claim(s)]

[Claim 1]By weight %, C:0.05 to 0.30%, below Si:1.0 %, Mn:1.5 - 3.5 %, P:0.02% or less, below S:0.005 %, and below aluminum:0.150 %. N:0.0200% or less, Nb : 0.005 to 0.10% is contained, It consists of an organization which has the presentation which consists of the remainder Fe and inevitable impurities, and is mainly concerned with a detailed bainite texture below average crystal grain diameter:2.5 mum, Tensile strength: High intensity cold-rolled steel sheets excellent in weldability, stretch-flanging nature, the delayed fracture-proof characteristic, and a shock resistant characteristic having 780 or more MPa and more than amount (amount of BHs):of paint baking hardening70MPa.

[Claim 2]said presentation -- in addition -- further -- weight % -- Ti: -- the high intensity cold-rolled steel sheets according to claim 1 containing one sort in V:0.005 - 0.050 %, or two sorts or more : [0.005 to 0.20% of] B:0.0005 to 0.0040%.

[Claim 3]In addition to said presentation, by weight % further More than Cu:0.02% and more than nickel:0.02%. Cr: More than 0.02%, Mo: The high intensity cold-rolled steel sheets according to claim 1 or 2 below 1.0 % containing Ca:0.0005-0.0050% for one sort chosen from 0.02% or more of inside, or two sorts or more in total.

[Claim 4]By weight %, C:0.05 to 0.30%, below Si:1.0 %, Mn:1.5 - 3.5 %, P:0.02% or less, below S:0.005 %, and below aluminum:0.150 %. N:0.0200% or less, Nb : steel stock of a presentation containing 0.005 to 0.10%, Heat to temperature from which the amount of undissolved Nb(s) becomes more than 0.003 %, perform hot-rolling including finishing rolling with which the finishing rolling appearance side temperature serves as a temperature requirement of 950 - 800 **, and it is considered as a hot-rolling board, Rolling-up temperature : After rolling round by 700 - 400 **, cold-rolling subsequently to said hot-rolling board and considering it as a cold-rolled board, Anneal with annealing temperature more than 800 ** to this cold-rolled board, and it quenches from this annealing temperature continuously to temperature of more than below 350 **200 ** with a cooling rate of 15 - 150 **/s, Tensile strength carrying out slow cooling to temperature below 200 ** with a cooling rate 15 ** / more than min after that : 780 or more MPa, The amount of paint baking hardening (the amount of BHs): A manufacturing method of high intensity cold-rolled steel sheets which have 70 or more MPa and were excellent in weldability, stretch-flanging nature, the delayed fracture-proof characteristic, and a shock resistant characteristic.

[Translation done.]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2000-80440

(P2000-80440A)

(43) 公開日 平成12年3月21日 (2000.3.21)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テマコード (参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 U 4 K 0 3 7
C 2 1 D 9/46		C 2 1 D 9/46	F
C 2 2 C 38/12		C 2 2 C 38/12	
38/58		38/58	

審査請求 未請求 請求項の数4 O L (全 12 頁)

(21) 出願番号	特願平10-246175	(71) 出願人	000001258 川崎製鉄株式会社 兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号
(22) 出願日	平成10年8月31日 (1998.8.31)	(72) 発明者	登坂 章男 千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内
		(72) 発明者	金本 規生 千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社千葉製鉄所内
		(74) 代理人	100099531 弁理士 小林 英一

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高強度冷延薄鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 引張強さ780MPa以上で、70MPa以上の塗装焼付硬化量を有し、かつ優れた伸びフランジ成形性、スポット溶接性、耐遅れ破壊特性、耐衝撃特性を兼備する高強度冷延薄鋼板を提案する。

【解決手段】 重量%で、Mn:1.5~3.5%、Nb:0.005~0.10%を含み、さらにC、Si、P、S、Al、Nを適正量に調整した組成の鋼素材を、未固溶Nb量が0.003%以上となる温度に加熱し、仕上げ圧延出側温度が950~800℃となる仕上げ圧延を施し、巻取り温度:700~400℃で巻取り、ついで冷間圧延を施したのち、800℃以上の焼鈍温度で焼鈍を施し、15~150℃/sの冷却速度で350℃以下の温度まで連続的に急冷し、その後15℃/min以上の冷却速度で200℃以下の温度まで緩冷し、ついで室温まで急冷して、平均結晶粒径:2.5μm以下の微細ベイナイト組織を主とする組織とする。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、

C : 0.05 ~ 0.30%、
 Mn : 1.5 ~ 3.5 %、
 S : 0.005 %以下、
 N : 0.0200%以下、
 Si : 1.0 %以下、
 P : 0.02%以下、
 Al : 0.150 %以下、
 Nb : 0.005 ~ 0.10%
 を含有し、残部Feおよび不可避免の不純物からなる組成を有し、かつ平均結晶粒径 : 2.5 μm 以下の微細ベイナイト組織を主とする組織からなり、引張強さ : 780MPa以上、塗装焼付け硬化量 (BH量) : 70MPa 以上を有することを特徴とする、溶接性、伸びフランジ成形性、耐遅れ破壊特性および耐衝撃特性に優れた高強度冷延薄鋼板。

【請求項2】 前記組成に加えて、さらに重量%で、Ti : 0.005 ~ 0.20%、B : 0.0005 ~ 0.0040%、V : 0.005 ~ 0.050 %のうちの1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の高強度冷延薄鋼板。

【請求項3】 前記組成に加えて、さらに重量%で、Cu : 0.02%以上、Ni : 0.02%以上、Cr : 0.02%以上、Mo : 0.02%以上のうちから選ばれた1種または2種以上を合計で1.0 %以下、および/またはCa : 0.0005 ~ 0.0050%を含有することを特徴とする請求項1または2に記載の高強度冷延薄鋼板。

【請求項4】 重量%で、

C : 0.05 ~ 0.30%、
 Mn : 1.5 ~ 3.5 %、
 S : 0.005 %以下、
 N : 0.0200%以下、
 Si : 1.0 %以下、
 P : 0.02%以下、
 Al : 0.150 %以下、
 Nb : 0.005 ~ 0.10%
 を含む組成の鋼素材を、未固溶Nb量が0.003 %以上となる温度に加熱し、仕上げ圧延出側温度が950 ~ 800 $^{\circ}\text{C}$ の温度範囲となる仕上げ圧延を含む熱間圧延を施し熱延板とし、巻取り温度 : 700 ~ 400 $^{\circ}\text{C}$ で巻取り、ついで前記熱延板に冷間圧延を施し冷延板としたのち、該冷延板に800 $^{\circ}\text{C}$ 以上の焼鈍温度で焼鈍を施し、該焼鈍温度から15 ~ 150 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の冷却速度で350 $^{\circ}\text{C}$ 以下200 $^{\circ}\text{C}$ 超の温度まで連続的に急冷し、その後15 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 以上の冷却速度で200 $^{\circ}\text{C}$ 以下の温度まで緩冷することを特徴とする引張強さ : 780MPa以上、塗装焼付け硬化量 (BH量) : 70MPa 以上を有し、溶接性、伸びフランジ成形性、耐遅れ破壊特性および耐衝撃特性に優れた高強度冷延薄鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、自動車部品のうち、軽度の絞り成形、曲げ加工、ロールフォーミング等の成形を経て製造される、衝突時に衝撃を有効に吸収するインパクトビームやバンパー等の部品に用いて好適な引張強さが780MPa以上の高強度冷延鋼板およびその製造方法に関する。本発明でいう鋼板は、鋼帯をも含み、さらにこれらの鋼板に電気めっきおよび溶融めっきを施し

た鋼板、鋼帯を含むものとする。

【0002】

【従来の技術】近年、自動車の安全性向上および車体重量の軽量化のため、自動車部品への高強度薄鋼板の使用が強く要望されている。とくに、衝突時にキャビンの変形を抑制するために使用されるバンパー部品やインパクトビーム等に使用する鋼板には、590MPaを超える高強度が従来からも要求されているが、高強度化による薄肉化の要求を達成するためには、さらに引張強さが780MPa以上を有することが要望されている。また、バンパー部品やインパクトビーム等に使用する鋼板には、高強度を有することに加えてさらに局部延性、すなわち曲げ成形性あるいは伸びフランジ加工性に対応する特性に優れることが要求される。

【0003】さらに、自動車部品はスポット溶接により組み立てられることが多く、これら鋼板には、スポット溶接部継手強度が高い等、優れたスポット溶接性を有することが要求されている。部品によっては、スポット溶接に限らず、TIG溶接、MAG溶接、レーザ溶接等が適用される場合もあり、これらの溶接に際し、優れた溶接施工性、継手部の機械的特性を有することも望まれている。

【0004】また、最近の自動車車体構造は、乗客の安全向上に重きをおいて変化してきており、衝突時のエネルギー吸収能力の高いこと、すなわち耐衝撃特性が極めて重要な特性となっている。この耐衝撃特性は、母材のみならず、溶接部においても重要な特性となっており、溶接部においても母材部と同様に高い衝突エネルギー吸収特性を有することが必要となっている。

【0005】このように、バンパー部品やインパクトビーム等に使用する鋼板には、①高強度と、さらに②局部延性、③溶接性、④耐衝撃特性、を兼備することが望まれている目標とする高強度鋼板を得るために、たとえば、特開昭59-143027号公報、および特開昭60-100630号公報には、延性および加工性の良好な高強度鋼板の製造方法が、また、特開平7-188767号公報には、伸びフランジ性に優れた高強度鋼板の製造方法が開示されている。特開昭59-143027号公報に記載された方法は、鋼板を、600 $^{\circ}\text{C}$ ~ A_{c3} 変態点までの加熱速度を5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とし、 A_{c3} 変態点以上の均熱温度に加熱したのちその温度で10sec ~ 10 min 間保持し、ついで600 ~ 300 $^{\circ}\text{C}$ 間の平均冷却速度を合金元素含有量により規定される臨界冷却速度以上で冷却する焼鈍を施し、フェライトとマルテンサイトを1部含むベイナイトとの混合組織として、60kgf/ mm^2 以上の高強度と優れた加工性を有する鋼板とするものである。

【0006】特開昭60-100630号公報に記載された方法は、鋼板を、 A_{c3} 変態点以上 (A_{c3} 変態点 + 50 $^{\circ}\text{C}$) 以下の均熱温度に加熱しその温度で3sec ~ 60sec 間保持したのち、 A_{r3} 変態点と A_{r1} 変態点の間の温度範囲に冷却

しその温度範囲で20sec 以上保持し、600～300℃間の平均冷却速度を合金元素含有量により規定される臨界冷却速度以上で冷却する焼鈍を施し、フェライトとベイナイトを1部含むマルテンサイトとの混合組織とし、70kgf/mm² 以上の高強度と優れた加工性を有する薄鋼板とするものである。

【0007】また、特開平7-188767号公報に記載された方法は、鋼板を、Ar₃ 変態点以上900℃以下の温度で20sec～5min間焼鈍した後、600℃以上の温度から100～500℃/sの冷却速度で200～300℃まで急速冷却し、続いて200～400℃の温度で1～30min 間保温または再加熱し、ベイナイトを主体とする組織として、引長強さが780N/mm² 以上の伸びフランジ性に優れた高強度冷延鋼板とするものである。

【0008】しかしながら、特開昭59-143027号公報、特開昭60-100630号公報および特開平7-188767号公報に記載された技術により製造された鋼板では、バンパー部品やインパクトビーム等に使用する鋼板に要求される、①高強度、②局部延性、③溶接性、④耐衝撃特性の4種の特性を、全て満足させることは困難であった。たとえば、特開昭59-143027号公報及び特開昭60-100630号公報に記載された方法は、フェライト相と低温変態組織(マルテンサイト、ベイナイトなど)の混合組織を形成することにより、比較的少量の合金元素添加で高強度を得ると共に、加工性と高強度化を両立しようとするものであるが、このような加工性の異なる相の混合組織とすること自体が局部延性の低下の原因となっていた。

【0009】また母材の降伏強さ(YS)が低い場合、小歪域までの吸収エネルギーが重要視される用途の部品については不利となる。また、スポット溶接等の溶接を行うと、熱影響部の軟化すなわち熱影響部の強度低下が生じる。これは、静的な荷重負荷の場合に限らず衝撃的な荷重負荷の場合にも重要な問題となる。さらに、フェライト相中に硬質な低温変態組織が分散する場合には、いわゆる帯状組織となる場合が多く、割れがこの組織に沿って容易に伝播するため、遅れ破壊特性が低下するという問題がある。

【0010】また、特開平7-188767号公報に記載されるように、焼鈍後に水焼入れあるいはそれに匹敵する冷却速度で急冷したのち焼戻し処理を加えベイナイトを主体とする組織とする方法を採用した場合には、比較的少量の合金元素で高強度が得られ、原理的には均一な組織を得ることができる。しかし、実際には製造工程で急冷速度を熱延鋼帯全体に渡り均一に保つのは困難で(とくに板幅方向に分布が生じる)、部位による材質のばらつきが大きく、プレス成形時の形状不良の原因となるという欠点があった。さらに、加工性確保のために必要である焼戻し処理も、100～300℃程度の比較的低温域で短時間の処理であるため実際の工程生産では材質の不均一をさらに拡大するものであった。

【0011】このような材質の不均一は当然局部延性などの諸特性のばらつきにも通じ、結果的に平均的材質の低下をもたらしていた。また、急冷により強度増加を図っているため、スポット溶接等の溶接を行った場合に、熱影響部が著しく軟化し、静的及び動的強度が低下するという問題があった。さらに、旧オーステナイト粒界が遅れ破壊の割れの起点、あるいは割れの伝播経路となりやすいため、耐遅れ破壊特性が極めて低いという問題があった。

10 【0012】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、上記した問題を解決し、比較的低い合金添加量からなる組成で、780MPaを超える引張強さを有し、かつ伸びフランジ成形性や曲げ加工性等の優れた成形性、スポット溶接等における良好な溶接性、母材部はもとより、溶接部においても強度に合致した衝撃エネルギー吸収特性を有する優れた耐衝撃特性を兼備する高強度冷延鋼板を提案することを目的とする。

【0013】また、本発明は上記した特性に加え、成形時の負荷が軽減でき、かつ充分な部品強度を得るために高い塗装焼付硬化性を有し、さらに、高強度鋼でしばしば問題となる耐遅れ破壊性についても優れた特性を有する鋼板を提案することを目的とする。なお、本発明の鋼板の主な用途は、バンパー部品やインパクトビーム等の軽加工を施されて使用される自動車の強度部材である。

【0014】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、上記した課題を達成するために、鋼板組成、製造プロセスについて鋭意検討した結果、組成と、熱間圧延条件および冷延焼鈍条件を適正範囲として、組織を平均結晶粒径2.5μm以下の均一で微細なベイナイトを主とする組織とすることにより、高強度で、かつ局部延性、溶接性、耐衝撃特性を兼備した鋼板を製造できることを見いだした。なお、本発明者らは、熱間圧延の仕上げ圧延に、先行するシートバーと後行するシートバーを接合して圧延する連続圧延技術を適用することは鋼板の形状・寸法精度の向上に有効であり、同時にシートバーエッジヒータ、シートバーヒータを使用して鋼板温度を長手方向、幅方向に均一化すること、さらに鋼板の幅方向エッジ部に冷却水のマスキングを施しエッジの過冷却を防止することは、材質の均一化には有効であることも知見した。

【0015】本発明は、上記した知見をもとに構成されたものである。すなわち、本発明は、重量%で、C:0.05～0.30%、Si:1.0%以下、Mn:1.5～3.5%、P:0.02%以下、S:0.005%以下、Al:0.150%以下、N:0.0200%以下、Nb:0.005～0.10%を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなる組成を有し、かつ平均結晶粒径:2.5μm以下の微細ベイナイト組織を主とする組織からなり、引張強さ:780MPa以上、塗装焼付け硬化量(BH量):70MPa以上を有することを特徴とす

る、溶接性、伸びフランジ成形性、耐遅れ破壊特性および耐衝撃特性に優れた高強度冷延薄鋼板であり、また、本発明では、前記組成に加えて、さらに重量%で、Ti：0.005～0.20%、B：0.0005～0.0040%、V：0.005～0.05%のうちの1種または2種以上を含有するのが好ましく、また、前記組成に加えて、さらに重量%で、Cu：0.02%以上、Ni：0.02%以上、Cr：0.02%以上、Mo：0.02%以上のうちから選ばれた1種または2種以上を合計で1.0%以下、および／またはCa：0.0005～0.0050%を含有してもよい。

【0016】また、本発明は、重量%で、C：0.05～0.30%、Si：1.0 %以下、Mn：1.5 ～3.5 %、P：0.02%以下、S：0.005 %以下、Al：0.150 %以下、N：0.0200%以下、Nb：0.005 ～0.10%を含み、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成の鋼素材を、未固溶Nb量が0.003 %以上となる温度、好ましくは1150℃以下に加熱し、仕上げ圧延出側温度が950 ～800 ℃の温度範囲となる仕上げ圧延を含む熱間圧延を施し熱延板とし、巻取り温度：700 ～400 ℃で巻取り、ついで前記熱延板に冷間圧延を施し冷延板としたのち、該冷延板に800 ℃以上の焼鈍温度で焼鈍を施し、該焼鈍温度から15～150 ℃/s の冷却速度で350 ℃以下200 ℃超の温度まで連続的に急冷し、その後15℃/min 以上の冷却速度で200 ℃以下の温度まで緩冷することを特徴とする引張強さ：780MPa以上、塗装焼付け硬化量（B H量）：70MPa 以上を有し、溶接性、伸びフランジ成形性、耐遅れ破壊特性および耐衝撃特性に優れた高強度冷延薄鋼板の製造方法である。なお、本発明においては、前記鋼素材の組成を、重量%で、C：0.05～0.30%、Si：1.0 %以下、Mn：1.5 ～3.5 %、P：0.02%以下、S：0.005 %以下、Al：0.150 %以下、N：0.0200%以下、Nb：0.005 ～0.10%を含み、さらにTi：0.005 ～0.20%、B：0.0005～0.0040 %、V：0.005 ～0.050 %のうちの1種または2種以上を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成としてもよく、また、前記鋼素材の組成を、重量%で、C：0.05～0.30%、Si：1.0 %以下、Mn：1.5 ～3.5 %、P：0.02%以下、S：0.005 %以下、Al：0.150 %以下、N：0.0200%以下、Nb：0.005 ～0.10%を含み、さらにCu：0.02%以上、Ni：0.02%以上、Cr：0.02%以上、Mo：0.02%以上のうちから選ばれた1種または2種以上を合計で1.0 %以下含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成としてもよく、また、前記鋼素材の組成を、重量%で、C：0.05～0.30%、Si：1.0 %以下、Mn：1.5 ～3.5 %、P：0.02%以下、S：0.005 %以下、Al：0.150 %以下、N：0.0200%以下、Nb：0.005 ～0.10%を含み、さらにCa：0.0005～0.0050%を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成としてもよく、また、前記鋼素材の組成を、重量%で、C：0.05～0.30%、Si：1.0 %以下、Mn：1.5 ～3.5 %、P：0.02%以下、S：0.005 %以下、Al：0.150 %以下、N：

0.0200%以下、Nb：0.005～0.10%を含み、さらにTi：0.005～0.20%、B：0.0005～0.0040%、V：0.005～0.050%のうちの1種または2種以上を含有し、さらにCu：0.02%以上、Ni：0.02%以上、Cr：0.02%以上、Mo：0.02%以上のうちから選ばれた1種または2種以上を合計で1.0%以下含有し、残部Feおよび不可避免の不純物からなる組成としてもよく、また、前記鋼素材の組成を、重量%で、C：0.05～0.30%、Si：1.0%以下、Mn：1.5～3.5%、P：0.005%以下、S：0.005%以下、Al：0.150%以下、N：0.0200%以下、Nb：0.005～0.10%を含み、さらにTi：0.005～0.20%、B：0.0005～0.0040%、V：0.005～0.050%のうちの1種または2種以上を含み、さらにCa：0.0005～0.0050%を含有し、残部Feおよび不可避免の不純物からなる組成としてもよく、また、前記鋼素材の組成を、重量%で、C：0.05～0.30%、Si：1.0%以下、Mn：1.5～3.5%、P：0.02%以下、S：0.005%以下、Al：0.150%以下、N：0.0200%以下、Nb：0.005～0.10%を含み、さらにTi：0.005～0.20%、B：0.0005～0.0040%、V：0.005～0.050%のうちの1種または2種以上を含み、さらにCu：0.02%以上、Ni：0.02%以上、Cr：0.02%以上、Mo：0.02%以上のうちから選ばれた1種または2種以上を合計で1.0%以下、Ca：0.0005～0.0050%を含有し、残部Feおよび不可避免の不純物からなる組成としてもよい。

【0017】また、本発明では、前記仕上げ圧延を、仕上げ圧延機入側で先行するシートバーと後行するシートバーとを接合し連続的に圧延する連続圧延とするのが好ましく、また、本発明では、前記仕上げ圧延において、仕上げ圧延機入側でシートバーエッジヒータ、シートバーヒーターの一方、あるいは両方を使用するのが好ましく、また、前記仕上げ圧延を、潤滑油を使用する潤滑圧延とするのが好ましい。

【0 0 1 8】

【発明の実施の形態】本発明が対象とする鋼板は、板厚2.0mm以下の冷延鋼板である。板厚が2.0mmを超えて厚くなると、焼鈍後の冷却速度が低下しガスジェット程度の冷却速度では目標とする高強度が得られにくく、水焼入等の強力な冷却手段による冷却ではすでに述べたような問題点がある。また、板厚が2.0mmを超えると、熱間圧延によってより安価に製造が可能であり冷延鋼板で製造する利点が少ない。

【0019】また、本発明鋼板は、引張強さが780MPa以

上を有する高強度冷延鋼板であり、焼付け硬化量（B H 量）が70MPa 以上を有する鋼板である。なお、引張強さの上限はとくに規定しないが、鋼板が使用される強度である1480MPa までを含むものとする。つぎに、本発明鋼板の成分組成の限定理由について説明する。

【0020】C：0.05～0.30%

Cは、オーステナイト安定化元素であり、変態組織強化に有効に作用する。変態組織強化は、0.05%以上の含有で認められる。一方、0.30%を超える含有は、スポット溶接のナゲット部が著しく硬化するなど、溶接性を顕著に低下させる。とくに衝撃的荷重が負荷された場合に、期待される値以下の低いエネルギー吸収で溶接部が破断する危険性が增大する。耐衝撃特性の観点からCの上限を0.30%とした。このようなことから、Cは0.05～0.30%の範囲に限定した。なお、安定して高い引張特性と溶接性を得るという観点からは0.20%以下とするのが好ましい。

【0021】Si：1.0 %以下

Siは、焼戻し軟化抵抗を高める元素であり、本発明では、1.0 %以下含有させる。1.0 %を超える含有は、鋼の熱間変形抵抗を顕著に増加させ、薄物の熱間圧延が困難となる。なお、表面のスケール性表面欠陥が問題となる用途では、Siは0.8 %以下とするのが望ましい。また、鋼の清浄度改善の観点から、Siは0.01%以上含有させるのが望ましい。

【0022】Mn：1.5 ～3.5 %

Mnは、Sと結合し、Sによる熱間割れを防止する有効な元素であり含有するS量に応じ添加する必要がある。また、Mnは結晶粒を微細化する作用を有し、本発明では積極的に添加する。さらに、Mnは鋼の焼入れ性を向上させベイナイトを主とする低温変態相を生成させ、鋼を顕著に高強度化する。引張強さ780MPa以上を有する高強度冷延製品板を製造するためには、Mnは1.5 %以上の含有が必要となる。一方、3.5 %を超える含有は、熱間変形抵抗が増加して圧延荷重の増大が著しく熱間圧延が困難となる。また、熱延板の強度が増加し冷延工程にも支障が生じる。さらに、3.5 %を超えるMnの含有は、溶接性の劣化、溶接部の成形性の低下などの問題もある。このようなことから、Mnは1.5 ～3.5 %の範囲に限定した。なお、耐食性、成形性の観点から、Mnは3.2 %以下とするのが好ましい。

【0023】P：0.02%以下

Pは、鋼を硬質化させ鋼板の伸びフランジ加工性を劣化させる。また、Pは連铸材においては鋼板の板厚中央部に偏析する傾向が強く、溶接部を脆化させる。このようなことから、本発明ではPは可能な限り低減するのが望ましいが、0.02%までは許容できる。なお、伸びフランジ加工性、溶接部靱性を重視する場合には0.01%以下とするのが望ましい。

【0024】S：0.005 %以下

Sは、鋼中では非金属介在物として存在し、鋼板の延性を低下させ、さらに耐食性を劣化させる。また、本発明鋼板のような高強度鋼においては切欠き感受性が增大する傾向があるため、応力集中源となるMnS 等の介在物を低減する必要がある。このため、低Sとすることが極めて重要となるが、0.005 %までは許容できる。なお、加工性の観点からは、0.002 %以下とするのが望ましい。

【0025】Al：0.150 %以下

Alは、脱酸剤として作用し鋼の清浄度を向上させ、また組織を微細化する有用な元素である。脱酸技術に依存するが、好ましくは0.01%以上のAl添加で脱酸効果が顕著に認められるようになり、さらに、組織微細化の効果も顕著になる。一方、0.150 %を超える添加は、表面性状の劣化を招き、鋼板強度低下に繋がるため、Alは0.150 %を上限とした。なお、材質の安定という観点からは0.010 ～0.080 %の範囲とするのが好ましい。なお、脱酸剤として、Ti、Ca等をAlと併用又はAlに代えて使用してもよい。この場合には、Alは0.010 %以下とするのが酸化物の均一微細分散化が図れるため好ましい。

【0026】N：0.0200%以下

Nは、多量に含有した場合には、熱間延性の低下、内部欠陥の増加、連铸時のスラブ割れの発生などが顕著となるため、0.0200%以下に限定した。なお、材質の安定、歩留り向上という観点から、Nは0.0150%以下の範囲とするのが好適である。また、Nは変態点を低下させる作用を有しており、圧延温度が低下しやすい薄物の圧延では、 A_{r3} 変態点未満の温度での熱間圧延を回避するために、0.0200%以下の範囲内でN含有量を多くするのが有効である。なお、この場合Nは少なくとも0.0020%以上とするのが好ましい。

【0027】Nb：0.005 ～0.10%

Nbは、本発明では重要な元素であり、Mn含有量を高くしたうえでNbを添加することにより、微細でかつ均一なベイナイトを主とする組織とすることができる。このような組織とするためには、Nbは0.005 %以上の含有を必要とする。しかし、0.10%を超える含有は、効果が飽和するうえ、熱間圧延時の圧延負荷が増大する。このため、Nbは0.005 ～0.10%の範囲に限定した。

【0028】本発明では、必要に応じ上記した組成に加えて、下記の元素を含有できる。

Ti：0.005 ～0.20%、B：0.0005～0.0040%、V：0.005 ～0.050 %のうちの1種または2種以上

Ti、B、Vは、いずれも組織微細化に寄与するとともに、鋼のフェライト変態を抑制する作用を有し、高強度鋼板を製造する上で有用な元素である。組織の微細化は、0.005 %以上のTi含有、0.0005%以上のB含有あるいは0.005 %以上のV含有で認められるが、0.20%を超えてTiを含有、0.0040%を超えてBを含有あるいは0.050 %を超えてVを含有しても効果が飽和する傾向を示し、添加量に見合う効果が期待できず経済的に不利とな

る。このため、Tiは0.005～0.20%、Bは0.0005～0.0040%、Vは0.005～0.050%の範囲とするのが望ましい。なお、Bの添加はNbとの組合せで著しく強度を増加させる。また、Ti、B、Vは複合添加してもそれぞれの効果は相殺されることはない。

【0029】Cu：0.02%以上、Ni：0.02%以上、Cr：0.02%以上、Mo：0.02%以上のうちから選ばれた1種または2種以上を合計で1.0%以下

Cu、Ni、Cr、Moは、いずれもフェライト変態を抑制し焼入れ性を向上させる元素であり、変態組織強化により製品板を高強度化するうえで有用な元素である。このような変態組織強化による高強度化は各元素とも0.02%以上の含有で認められる。しかし、各元素とも多量の含有は、熱間変形抵抗の増加、溶接部の硬化性の増加、あるいは表面処理性（化成処理性、めっき性など）の劣化を招くため、Cu、Ni、Cr、Mo各元素の含有量合計で1.0%を上限とした。

【0030】Ca：0.0005～0.0050%

Caは、硫化物系介在物の形態を制御し鋼板の延性向上に寄与する。とくに、高Mn組成でベイナイト組織を有する本発明鋼板では、Ca添加により、伸びフランジ加工性が顕著に改善される。このような効果は、0.0005%以上のCa添加で認められるが、0.0050%を超える添加は効果が飽和するうえ表面性状が劣化する傾向となり、表面処理後の外観特性が劣化する危険性が増す。このことから、Caは0.0005～0.0050%の範囲とするのが望ましい。なお、0.0010～0.0035%の範囲がより好ましい。

【0031】上記した成分以外は、残部はFeおよび不可避免の不純物である。不可避免の不純物としては、O：0.0070%以下、Sn：0.01%以下、Zn：0.01%以下等が許容できる。上記した組成を有する本発明鋼板の組織は、平均結晶粒径：2.5 μm 以下の微細ベイナイト組織を主とする組織とする。

【0032】本発明鋼板の組織は、微細なベイナイトを主相とする組織とし、副相としてベイナイト以外のフェライト、マルテンサイト、パーライトを、面積率で合計20%以下、好ましくは10%以下含有してもよい。ベイナイトを主とする組織にすることにより、高強度を確保できしかも同一強度の焼戻しマルテンサイト組織に比し、伸びフランジ加工性が顕著に向上する。なお、本発明というベイナイトとは、炭化物が主としてラス境界あるいはラス内に析出した組織を指し、焼戻しマルテンサイトは炭化物が旧オーステナイト粒界にも頻度高く析出した組織をいう。

【0033】ベイナイトと焼戻しマルテンサイトとは強度は同等であるが、本発明者の調査によれば、伸びフランジ特性についてはベイナイトを主体とする組織の方が優れている。これは、焼戻しマルテンサイト組織中の旧オーステナイト粒界に析出、しかも粗大に析出した炭化物が伸びフランジ加工性に悪影響をおよぼしていると考え

えられる。また、同様の理由によりベイナイトを主相とする組織にすることにより、耐遅れ破壊性、耐衝撃特性が著しく改善される。なお、ベイナイトは、有害と思われる粗大な炭化物が少ないいわゆる下部ベイナイト組織とするのが好ましい。

【0034】また、本発明鋼板の組織は、平均結晶粒径：2.5 μm 以下の微細組織とする。本発明では、結晶粒径の測定は、板厚の全厚について測定するものとする。さらに、結晶粒径は、JIS G 0552の規定に準拠して圧延方向断面および圧延方向と直角方向断面について測定し、それらの平均値で表示するものとする。平均結晶粒径が2.5 μm 以下の微細組織にすることにより、伸びフランジ加工性、耐遅れ破壊性および高速成形時の衝撃エネルギー吸収特性が顕著に改善される。また、溶接熱サイクルを受けても、均一微細な粒径分布がほぼ維持されるので、溶接部においてもこれらの特性、とくに高速成形時の衝撃エネルギー吸収特性が顕著に改善される。なお、さらに高い伸びフランジ加工性が要求されるときには、平均結晶粒径は2.0 μm 以下とするのが望ましい。なお、平均結晶粒径2.5 μm 以下、好ましくは2.0 μm 以下の微細なベイナイトを主相とした組織とするには、既に述べたごとくMn、Nb等の元素を適量添加すると共に、後述のごとく熱間圧延条件焼鈍および焼鈍後冷却条件を適正に制御することが必要である。

引張強さ：780MPa以上

高強度化による薄肉化の要求を満足させるために、引張強さは780MPa以上とする。組織をベイナイトを主とする組織にすることにより必然的に引張強さ780MPa以上が得られる。

【0035】塗装焼付け硬化量（BH量）：70MPa以上
本発明におけるBH量は、2%の引張歪を付加し、170℃×20minの時効処理を行った後の降伏応力の増加量で定義される。BH量が70MPa以上とすることにより、部品として使用される場合に、とくに大変形時の吸収エネルギーの差として現れる。すなわち、同じ量だけ衝撃的に変形しても、より多くのエネルギーを吸収することができ、衝撃エネルギー吸収部材としてより優れた特性を発揮することになる。これにより、同一の吸収エネルギーであれば鋼板の肉薄化を達成できる。BH量が70MPa未満では、このような効果が十分に発揮されない。なおBH量：70MPa以上を確保するためには、粒径をより細かく制御することが好ましい。これ以外にも、微量のマルテンサイト相等の存在によりBH量は増加する。しかし、降伏強さ（YS）が高いほどBH量が減少する傾向もあるため、これらを考慮してBH量を制御するのが望ましい。

【0036】つぎに、本発明鋼板の製造条件について説明する。上記した組成の溶鋼を転炉、電気炉等の通常公知の溶製方法で溶製し、連続鋳造法でスラブ等の鋼素材とするのが望ましい。連続鋳造法により凝固させれば、

成分のマクロ偏析を防止することができる。なお、連続鋳造法に代えて、造塊法、薄スラブ鋳造法などとしてもよいのはいうまでもない。

【0037】製造された鋼素材は、一旦、室温まで冷却されたのち再加熱されて圧延されるか、あるいは室温まで冷却せず温片のまま加熱炉に装入して加熱したのち圧延する直送圧延、あるいは、わずかの保熱を行ったのち直ちに圧延する直接圧延を施される。なお、直送圧延を施される場合には、組織の均一性、微細化の観点からは、一旦、オーステナイト(γ) \rightarrow フェライト(α)変態を終了させたのち、再度 γ 域に加熱するのが望ましい。

【0038】熱間圧延の加熱温度：未固溶Nb量が0.003%以上となる温度

鋼素材を未固溶Nb量が0.003%以上となる温度に加熱する。好ましくは1150℃以下である。未溶解のNbをある程度残した状態で、かつ比較的低温で粗圧延を行うことにより、粗圧延中に動的再結晶が生じ、その結果顕著に微細で均一な熱延組織を得ることができる。

【0039】Nb等を添加した従来の微細組織鋼あるいは析出強化鋼では、加熱温度を高温として固溶Nbによる粒成長抑制効果を利用するのが一般的であるが(例えば特開平6-145891号公報参照)この場合は組織の不均一化が不可避となる。これに対し、本発明では、析出Nbの活用のため低温加熱する点に特に特徴がある。なお、従来の高張力鋼では、圧延負荷を低減するため1250℃以上の高温に加熱して変形抵抗を下げていたが、本発明においては動的再結晶の進行が変形抵抗の増大を抑制するので、低温加熱でも圧延負荷の増大は比較的小さい。なお、本発明でいう未固溶Nbは、該当加熱温度から水焼入した試料について、電解抽出分析法で定量された値を用いる。電解抽出分析法は、分析試料を定電位電解分離し、フィルタリングののち、吸光光度法により定量する方法である。(鉄鋼協会共同研究会鉄鋼分析部会推奨法による。例えば、成田貴一：鉄と鋼、66(1980)、P211)鋼素材の加熱温度が、未固溶Nb量が0.003%未満となる高温、あるいは1150℃を超える温度では、初期 γ 粒が急速に粗大化し、熱延組織の均一かつ微細化が達成できず混粒なる。なお、組織の最適化という観点からは、鋼素材の加熱温度は1100℃未満、より好ましくは1050℃以下とするのが望ましい。また、圧延の負荷を軽減するためには950℃以上に加熱するのが好ましい。

【0040】仕上げ圧延出側温度：950～800℃加熱された鋼素材は、ついで、粗圧延、仕上げ圧延を施され熱延板とされる。熱延板の組織を均一微細な組織とするために、仕上げ圧延の出側温度を950～800℃の温度範囲とするのがよい。仕上げ圧延出側温度が800℃未満では、熱延板組織が展伸して不均一となり、さらに加工組織が鋼板エッジ部などに残存したりして成形性が劣化する。また、仕上げ圧延出側温度が950℃を超える

と、熱延板組織が粗大となるため、冷延焼鈍板(製品板)の組織が粗大化し混粒化傾向となる。このため、仕上げ圧延出側温度は950～800℃の範囲に限定した。なお、鋼板の機械的特性、とくに延性、耐遅れ破壊特性の向上という観点からは900～840℃の範囲とするのが望ましい。

【0041】巻取り温度：700～400℃

仕上げ圧延を終了した熱延板はコイル状に巻き取られる。熱延板の巻取り温度は700～400℃の範囲に限定する。巻取り温度が700℃を超えると、材質の均一性が確保できにくくなり、一方400℃未満では、熱延板形状が乱れ、後工程の酸洗、冷間圧延でライン通板性の低下という問題が発生する。このため、熱延板の巻取り温度は700～400℃の範囲とした。なお、材質の均一化の観点から好ましくは650～450℃である。

【0042】熱延板は、ついで冷間圧延を施され冷延板とされる。熱延板は、通常の方法で酸洗を施されたのち、冷間圧延を施される。冷延再結晶による組織の微細化の観点からは、冷間圧延の圧下率は、40%以上とするのが好ましい。なお、熱延板が硬質の場合には、熱延板焼鈍を行うこともできる。

冷延板の焼鈍温度：800℃以上

冷延板は、ついで焼鈍を施される。焼鈍は、再結晶終了温度以上1000℃以下で行うが、均一・微細な組織を得るための前組織を得るために800℃以上で焼鈍を施す。焼鈍温度が800℃未満では、一部に未再結晶組織が混入し、製品板で平均結晶粒径2.5 μ m以下の組織が得られないという問題がある。一方、1000℃を超えると組織が粗大化する。

【0043】焼鈍温度から350℃以下200℃超温度域までの急冷冷却速度：15～150℃/s焼鈍温度に加熱された冷延板は、ついで急冷処理を施される。急冷処理における冷却速度が15℃/s未満では、組織をベイナイトを主とする組織とすることが困難となり780MPa以上の引張強さが得られない。一方、焼鈍温度からの冷却速度が150℃/sを超えると強度のばらつきが大きくなる。なお、冷却速度は好ましくは100℃/s未満である。本発明では、冷却速度：15～150℃/sの急冷を350℃以下200℃超の温度域まで連続的に実施する。急冷停止温度が350℃より高い温度では、ベイナイト変態が完了せず、またベイナイトが焼戻されて、炭化物が粗大に析出し、望ましい組織を得ることができないため、強度が低下する。急冷停止温度が200℃以下では、組織のマルテンサイト化に繋がりが好ましくない。なお、ここで「連続的に」とは、上記急冷温度域内では、冷却工程が中断なく継続されているという意味である。

【0044】急冷後の緩冷冷却速度：15℃/min以上急冷処理に続いて、15℃/min以上好ましくは300℃/min以下の緩冷処理を施す。緩冷処理は、200℃以下好ましくは100℃以上の温度まで行う。緩冷処理を施すこ

とにより、引張の安定化、均一化が得られる。冷却速度が $15^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 未満では、急冷組織が焼戻され伸びフランジ加工性が低下する。また、冷却速度が $300^{\circ}\text{C}/\text{min}$ を超えると、耐遅れ破壊特性が低下する傾向を示す。このため、急冷後の緩冷処理の冷却速度は $15^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 以上に限定し、好ましくは $300^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 以下とするのが望ましい。また、緩冷処理が 200°C より高い温度で終了すると、耐遅れ破壊特性が劣化するという問題がある。

【0045】 200°C 以下好ましくは 100°C 以上の温度までの緩冷に続いて、ハンドリングを容易にするため再度急冷（2次急冷という）を室温まで行うのが好ましい。2次急冷の条件はとくに限定しないが、2次急冷の開始温度は、 $200\sim 100^{\circ}\text{C}$ とするのが好ましい。本発明では、熱間仕上圧延を、仕上圧延機入側で先行するシートバーと後行するシートバーとを接合し連続的に圧延する連続圧延とするのが望ましい。連続圧延とすることにより、鋼板（鋼帯）の先端、後端における非定常部がなくなり、鋼板コイルの全長、全幅にわたって安定した熱間圧延を行うことが可能となる。これにより、鋼板のコイルの断面形状、寸法精度が向上し、その結果、焼鈍後の機質の均一性も向上する。なお、先行するシートバーと後行するシートバーの接合は、圧接、レーザ溶接、電子ビーム溶接等によるのが好適であるが、これらの方法に限定されるものではない。さらに、連続圧延とすることにより、圧延後の冷却に際しても常に鋼板に張力が付与できるため、良好な鋼板形状を保持することができる。また、鋼板先端部を安定して通板できるため、潤滑圧延を適用することができ、圧延荷重の低減、ロール面圧の低減により、ロール寿命の延長が可能となる。

【0046】また、焼鈍後の品質の均一性を確保するため、熱間仕上圧延において、仕上げ圧延機入側でシートバーエッジヒータ、シートバーヒーターの一方、あるいは両方を使用するのが望ましい。最終的に仕上げ圧延での鋼板幅方向の温度差が望ましくは 20°C 以下となるように、シートバーエッジヒータによりシートバーエッジ部を加熱するのが望ましい。また、鋼板の先端、後端の温度低下を補償し中央部との温度差が望ましくは 20°C 以下となるように、シートバーヒーターにより、シートバーを加熱するのが望ましい。なお、シートバーエッジヒータ、シートバーヒーターは、同時に使用してもなんら問題はない。

【0047】また、熱間仕上げ圧延を、潤滑油を使用する潤滑圧延とするのが望ましい。潤滑圧延とすることにより、圧延荷重の低減に加えて、鋼板形状、寸法精度の向上、および鋼板板厚方向の組織均一化が図れる。

【0048】

【実施例】（実施例1）表1に示す成分の溶鋼を転炉で溶製し、連続鋳造法により 220 mm 厚のスラブとした。該スラブを表2に示す熱間圧延条件で熱延板とした。なお、熱間仕上圧延は、仕上圧延機入側で先行シートバー

と後行シートバーを溶融圧接して接合し、連続圧延とした。さらに仕上圧延機入側でシートバーヒータおよびシートバーエッジヒータを使用し、シートバー温度の均一化を図った。なお、熱間圧延終了後、鋼板巻取りまでの間にホットランテーブルにて水冷し、巻取り温度を調節した。なお、仕上圧延後段では潤滑圧延を行った。ついで、熱延板に酸洗、および表2に示す冷間圧下率で冷間圧延を施し冷延板とした。その後、これら冷延板に表2に示す温度で焼鈍を施し、焼鈍後、表2の条件で急冷、緩冷および2次急冷を行い室温まで冷却した。

【0049】得られた冷延焼鈍板について、組織試験、引張試験、焼付け硬化性試験、伸びフランジ加工性試験、耐遅れ破壊性試験、スポット溶接性試験および耐衝撃性試験を調査した。なお、未固溶Nb量は、スラブから切り出した試験片をスラブ加熱温度と同一温度で加熱し、水焼入れしたものを電解抽出分析で定量した値である。

【0050】試験方法を、下記に示す。

（1）組織試験

各冷延焼鈍板の圧延方向および圧延方向と直角方向から試験片を採取し、圧延方向断面、圧延方向と直角方向断面の組織を観察するとともに、結晶粒径を測定した。結晶粒径の測定は、圧延方向断面および圧延方向と直角方向断面で板厚の全厚について、JIS G 0552の規定に準拠して測定し、それらの平均値で表した。

（2）引張試験

各冷延焼鈍板からJIS 5号引張試験片を採取し、引張特性（降伏応力YS、引張強さTS、伸びE1）を調査した。

（3）焼付け硬化性試験

各冷延焼鈍板からJIS 5号引張試験片を採取し、2%引張予歪を付与したのち $170^{\circ}\text{C}\times 20\text{ min}$ の熱処理を施し、ついで引張試験を行い、熱処理前後の降伏応力の増加量をもとめ、BH量とした。

（4）伸びフランジ加工性試験

各冷延焼鈍板から採取した試験片（板厚 $\times 100 \times 100\text{ mm}$ ）に、 10 mm φの穴を打ち抜き、ついで頂角 60° の円錐ポンチをカエリ側（剪断面に「かえり」のある側）の反対側から挿入して穴を拡げる成形を行い、亀裂が板厚を貫通したときの穴径D（mm）を求め、限界穴拡がり率λを計算した。なお、限界穴拡がり率λは、 $\lambda (\%) = \{ (D-10)/10 \} \times 100$ で定義される。

（5）耐遅れ破壊性試験

各冷延焼鈍板から打抜きにより採取した 59 mm φの円盤に、 33 mm φのポンチと肩半径 4 mm の絞りダイス（クライアンス：板厚+10%）を用いて深絞り成形を施し、その後純水中に1週間浸漬して割れの有無を観察した。割れの発生が見られた場合を×、割れの発生がない場合を○とした。

（6）スポット溶接性試験

各冷延焼鈍板同士を重ねて、下記条件でスポット溶接し、JIS Z 3140に準拠して幅25mmの剪断引張試験を作成し、スポット溶接部の剪断引張強さを測定した。溶接部の剪断引張強さが母材の引張強さに比例して増加し、ナゲット内に破断が及んでいない場合を○として評価した。強度低下がある場合、あるいは、ナゲット内に破断が及んでいる場合を×とした。

【0051】スポット溶接条件：

- (a) 電極：6mmφCF
(b) 通電時間：8サイクル
(c) 初期加圧力：250kgf

* (d) 保持時間：15サイクル

(e) 溶接電流：チリ発生直下電流

(7) 耐衝撃性試験

各冷延焼鈍板、およびスポット溶接部につき(2)、

(6)の試験と同様の引張試験片を用いて、油圧サーボ型高速引張試験機で引張速度：7m/sの高速引張を実施し、破断強度、破断形態を調査した。

【0052】各試験の結果を表3に示す。

【0053】

10 【表1】

*

鋼 No	化 学 成 分 (wt%)													備 考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb	Ti	B	V	Cu, Ni, Cr, Mo	Ca	
A	0.08	0.02	3.00	0.01	0.002	0.05	0.004	0.045	—	—	—	—	0.0015	本発明例
B	0.08	0.10	2.70	0.01	0.001	0.04	0.003	0.040	—	—	—	Cr:0.15	—	本発明例
C	0.15	0.02	2.90	0.01	0.002	0.04	0.002	0.009	0.015	—	0.008	Cu:0.05	—	本発明例
D	0.08	0.70	2.00	0.01	0.002	0.04	0.005	0.025	—	0.0015	—	—	—	本発明例
E	0.15	0.25	1.80	0.01	0.001	0.04	0.003	0.009	—	—	—	Cr:0.02, Mo:0.02	0.0025	本発明例
F	0.08	0.03	3.10	0.01	0.002	0.04	0.002	0.040	—	—	—	—	—	本発明例
G	0.08	0.15	1.80	0.01	0.001	0.05	0.002	—	—	—	—	—	—	比較例
H	0.08	0.02	1.00	0.01	0.003	0.04	0.002	0.040	—	—	—	—	—	比較例
I	0.08	0.02	2.80	0.01	0.002	0.04	0.003	0.100	—	—	—	—	—	比較例
J	0.08	0.02	3.80	0.01	0.002	0.05	0.003	0.030	—	—	—	—	—	比較例
K	0.18	0.05	1.60	0.01	0.002	0.04	0.004	0.050	—	—	—	Ni:0.20	—	本発明例

【0054】

※ ※ 【表2】

鋼板 No	鋼 No	熱 間 圧 延								冷延 圧下 率 %	焼鈍 温度 ℃	焼 鈍 後 冷 却				備 考
		加熱 温度 ℃	未固溶 率 %	遅延 圧延	ヒート 使用	潤滑 圧延	仕上げ 圧延出 荷温度 ℃	巻取り 温度 ℃	熱延仕 上厚 mm			急 冷		徐冷 冷却速度 ℃/min	2次急冷 開始温度 ℃	
												冷却速度 ℃/s	停止温度 ℃			
1	A	1030	0.026	適用	使用	適用	840	550	2.4	58	840	40	250	25	180	本発明例
2	B	1030	0.025	適用	使用	適用	840	550	2.4	58	840	40	250	25	180	本発明例
3	C	1030	0.008	適用	使用	適用	840	550	2.4	58	840	40	250	25	180	本発明例
4	D	1030	0.016	適用	使用	適用	840	550	2.4	58	840	40	250	25	180	本発明例
5	E	1030	0.007	適用	使用	適用	840	550	2.4	58	840	40	250	25	180	本発明例
6	F	1030	0.024	適用	使用	適用	840	550	2.4	58	840	40	250	25	180	本発明例
7	G	1030	0	適用	使用	適用	840	550	2.4	58	840	40	250	25	180	比較例
8	H	1030	0.023	適用	使用	適用	840	550	2.4	58	840	40	250	25	180	比較例
9	I	1030	0.055	適用	使用	適用	840	550	2.4	58	840	40	250	25	180	比較例
10	J	1030	0.019	適用	使用	適用	840	550	2.4	58	840	40	250	25	180	比較例
11	K	1030	0.030	適用	使用	適用	840	550	2.4	58	840	40	250	25	180	本発明例

【0055】

【表3】

鋼板 No	組 織 *				引張特性			田性	伸び 方向性	溶接性	耐遅れ 破壊性	耐衝撃性		備 考
	平均 粒径 μm	主相	副相		YS MPa	TS MPa	EI %	田量 MPa	限界入 穴拡大 率λ%	スポット 溶接性		母板	スポット溶接部	
			種類	面積率 %								破断強度 MPa	破断形態	
1	2.2	B	F<5		607	1020	16	150	45	○	○	1215	○	本発明例
2	1.8	B	F, γ<3		910	1125	15	170	43	○	○	1325	○	本発明例
3	1.7	B	F, γ<3		821	1220	15	170	42	○	○	1410	○	本発明例
4	2.3	B	F:5		893	1150	16	155	45	○	○	1340	○	本発明例
5	1.9	B	M:5		743	990	17	160	47	○	○	1180	○	本発明例
6	2.2	B	M, γ<7		610	1015	15	140	43	○	○	1210	○	本発明例
7	4.5	B	F:8, γ:5		570	750	18	75	20	×	×	920	×	比較例
8	39	B	F:25, M:2		530	720	15	55	28	○	○	915	○	比較例
9	29	B	F:10		720	950	10	58	27	○	○	1130	×	比較例
10	2.5	B	M:25		1020	1310	11	140	15	×	×	920	×	比較例
11	2.2	B	F:5, M:5, γ:5		735	980	18	165	45	○	○	1165	○	本発明例

*) B: ベイナイト、F: フェライト、
M: マルテンサイト、γ: 残留オーステナイト

【0056】表3から、本発明例は、いずれも引張強さ 990MPa以上の高強度で、焼付け硬化量も155MPa以上と大きく、伸びフランジ加工性、溶接性、耐遅れ破壊性および耐衝撃性に優れていることがわかる。これに比較して、本発明の範囲を外れる比較例は、強度、焼付け硬化量のいずれかが低いか、あるいは伸びフランジ加工性、溶接性、耐遅れ破壊性および耐衝撃性のいずれかが劣化しており、これら特性すべてに優れるということはなかった。

(実施例2) 表1に示す鋼No. AとCa以外の成分組織が同じスラブ(Ca無添加)を用いて、表4に示す熱間圧延条件で熱延板とした。なお、一部の板では、熱間仕上げ圧延を、仕上げ圧延機入側で先行シートバーと後行シートバーを溶融圧接して接合し圧延する、連続圧延した。

また、1部については、仕上げ圧延後段で潤滑圧延を行った。ついで、熱延板に酸洗、および表4に示す冷間圧下率で冷間圧延を施し冷延板とした。その後、これら冷延板に表4に示す温度で焼鈍を施し、焼鈍後、表4の条件で急冷、徐冷および2次急冷を行い室温まで冷却した。

【0057】得られた冷延焼鈍板について、実施例1と同様に組織試験、引張試験、焼付け硬化性試験、伸びフランジ加工性試験、耐遅れ破壊性試験、スポット溶接性試験および耐衝撃性試験を調査した。それらの結果を表5に示す。

【0058】

【表4】

鋼板No	鋼No	熱 間 圧 延							冷延	焼鈍	焼 鈍 後 冷 却				
		加熱 温度 ℃	未固溶 Nb量 %	連続 圧延	ヒート 使用	潤滑 圧延	仕上げ 圧延出 荷温度 ℃	巻取り 温度 ℃	焼延 板仕上 厚 mm	圧下 率 %	焼鈍 温度 ℃	急 冷		緩冷	2次急冷
												冷却速度 ℃/s	停止温度 ℃	冷却速度 ℃/min	開始温度 ℃
2-1	A	1050	0.025	適用	-	-	855	550	2.4	58	840	25	275	30	180
2-2		1030	0.027	-	-	-	840	550	2.6	62	850	27	250	25	100
2-3		1080	0.020	-	-	-	850	580	2.4	58	820	25	300	25	140
2-4		1080	0.015	-	-	-	850	530	2.6	62	840	25	275	33	140
2-5		1020	0.028	-	使用	-	820	500	2.4	58	805	35	300	25	160
2-6		1020	0.028	-	-	-	860	450	2.4	58	840	20	225	30	180
2-7		1010	0.030	-	-	-	850	600	2.4	58	840	25	250	30	100
2-8		1180	<0.001	適用	使用	適用	880	550	2.6	62	870	20	300	30	180
2-9		1050	0.025	適用	使用	適用	750	520	2.6	62	805	20	260	30	100
2-10		1040	0.026	適用	使用	適用	850	750	2.6	62	800	20	260	25	120
2-11		1050	0.026	適用	使用	適用	850	530	2.6	62	790	30	260	30	120
2-12		1050	0.025	適用	使用	適用	840	550	2.6	58	820	7	260	30	120
2-13		1050	0.025	適用	使用	適用	850	550	2.6	62	820	20	400	38	120
2-14		1040	0.026	適用	使用	適用	850	550	2.6	62	830	20	270	500	120
2-15		1050	0.025	-	-	-	850	550	2.6	62	830	180	270	30	120
2-16		1050	0.025	-	-	-	850	550	2.6	62	830	20	150	30	120
2-17		1050	0.025	-	-	-	850	550	2.6	62	830	20	270	10	120
2-18		1090	0.018	適用	-	適用	870	620	2.6	62	850	50	325	20	150
2-19		1070	0.022	適用	使用	適用	870	640	2.6	62	850	80	300	250	130

【0059】

20【表5】

鋼板No	組 織 *			引張特性			日性	伸び フレンジ性	溶接性	耐遅れ 破壊性	耐衝撃性		備 考		
	平均 粒径 μm	主相	副相	Y S MPa	T S MPa	E l %	日量 MPa	限界入 入延げ 率 %	ポリ 溶接性		母板	スポット溶接部			
											種類	面積率 %		破断強度 MPa	破断形態
2-1	2.1	B	—	650	1025	16	135	48	○	○	1210	○	本発明例		
2-2	1.9	B	—	720	1180	15	145	47	○	○	1360	○	本発明例		
2-3	1.9	B	F:4	590	985	18	120	47	○	○	1170	○	本発明例		
2-4	1.8	B	—	725	1100	16	150	45	○	○	1280	○	本発明例		
2-5	1.2	B	M:4	710	995	16	170	49	○	○	1180	○	本発明例		
2-6	1.8	B	M:5	920	1220	14	145	47	○	○	1400	○	本発明例		
2-7	1.7	B	—	815	1090	14	150	47	○	○	1278	×	本発明例		
2-8	4.7	B	F:4, P:15	525	1050	12	65	23	×	×	1233	×	比較例		
2-9	4.4	B	F:3	520	1005	13	55	24	×	×	1200	×	比較例		
2-10	4.2	B	F:7, P:2	510	1005	12	45	22	○	○	1180	×	比較例		
2-11	2.8	B	—	650	1210	13	55	15	×	×	1300	×	比較例		
2-12	4.5	B	F:20	530	750	12	40	20	○	○	900	○	比較例		
2-13	4.4	B	F:15	580	770	15	35	25	×	○	800	×	比較例		
2-14	2.6	B	—	900	1220	11	50	29	○	×	1290	×	比較例		
2-15	2.0	B	M:25	983	1310	13	60	15	×	×	1350	×	比較例		
2-16	2.0	B	M:27	968	1290	12	145	10	×	×	1280	×	比較例		
2-17	2.2	B	F:15, γ:7	731	950	17	55	38	○	○	970	×	比較例		
2-18	1.9	B	F:5	595	985	18	130	45	○	○	1170	○	本発明例		
2-19	1.9	B	F:5, γ:2	605	985	17	135	45	○	○	1180	○	本発明例		

*) B:ベイナイト、F:フェライト、P:パーライト
M:マルテンサイト、γ:残留オーステナイト

【0060】表5から、本発明例は、いずれも引張強さ985MPa以上の高強度で、焼付け硬化量も85MPa以上と大きく、伸びフレンジ加工性、溶接性、耐遅れ破壊性および耐衝撃性に優れていることがわかる。これに比較して、本発明の範囲を外れる比較例は、強度、焼付け硬化量のいずれかが低い、あるいは伸びフレンジ加工性、溶接性、耐遅れ破壊性および耐衝撃性のいずれかが劣化しており、これら特性すべてに優れるということはない。

【0061】

【発明の効果】本発明によれば、比較的少ない合金添加量で、引張強さ780MPaを超える高強度を有し、かつ伸びフレンジ成形性や曲げ加工性等の優れた成形性、スポット溶接等における良好な溶接性、母材部はもとより溶接部においても強度に見合った衝撃エネルギー吸収特性を有する優れた耐衝撃性を兼備し、さらに高い塗装焼付け硬化性と、優れた耐遅れ破壊特性を有する高強度冷延薄鋼板が提供できる。本発明鋼板は、バンパー部品やインパク

トビーム等の自動車の強度部材として、自動車の軽量化と、安全性向上に大きく貢献することが期待でき、産業上格段の効果を奏する。また、本発明の鋼板は、冷延鋼*

* 板のみではなく、各種のめっき鋼板（電気めっき、溶融めっき）への適用も可能である。

フロントページの続き

(72)発明者 女鹿 節男
千葉県千葉市中央区川崎町 1 番地 川崎製
鉄株式会社千葉製鉄所内
(72)発明者 内山 貴夫
千葉県千葉市中央区川崎町 1 番地 川崎製
鉄株式会社千葉製鉄所内

F ターム(参考) 4K037 EA01 EA02 EA05 EA06 EA09
EA11 EA13 EA15 EA16 EA17
EA18 EA19 EA20 EA23 EA25
EA27 EA31 EA32 EB05 EB09
FC03 FC04 FE01 FE02 FE03
FJ05 FJ06 FJ07 FK03 JA01